

IX Международная научно-практическая конференция  
«Инновационные технологии в машиностроении»

- a hollow cathode using the example of the gear” (in Russian), in Vestnik UGATU., vol. 19, no. 2 (68), pp. 3-8, 2015. ISSN 2225-2789]
8. Реброва И.А. Планирование эксперимента М.: СибАДИ Омск, 2010. 107с. [Rebrova I.A. Planning the experiment M.: Si-BADI Omsk, 2010. 107с]
  9. Хусаинов Ю. Г., Рамазанов К.Н, Есипов Р.С, Исяндавлетова Г.Б. Влияние водорода на процесс ионного азотирования аустенитной стали 12X18H10T // Вестник УГАТУ. [S.I.], v. 21, n. 2, p. 24-29, июнь 2017. ISSN 1992-6502.. [Yu. G. Khusainov , K. N. Ramazanov , R. S. Esipov , G. B. Isyandavletova. “Effect of hydrogen on the process of ion nitriding of austenitic steel 12Kh18N10T.” (in Russian), in Vestnik UGATU., vol. 21, no. 2 (76), pp. 24-29, 2017. ISSN 2225-2789]
  10. Умнов А.Е. Методы математического моделирования. М.: МФТИ, 2012. 295 с [A.E. Umnov Methods of mathematical modeling. M.: Moscow MIPT, 2012. 295p.]

**СВС-МЕХАНОКОМПОЗИТЫ ДЛЯ ГАЗОДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ  
ПОРШНЕВЫХ КОЛЕЦ ДВС**

*А. В. Собачкин, к.т.н., с.н.с., М. В. Логинова, к.т.н., с.н.с., А. С. Мигина, магистрант  
Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова  
656038, г. Барнаул, пр. Ленина 46, тел. 8 (3852) 29-08-15  
E-mail: anicpt@rambler.ru*

Работа посвящена исследованию экологически безвредных технологий получения наноструктурных материалов методами механохимии с проведением реакции высокотемпературного синтеза в металлической матрице для использования полученного порошкового материала в процессах газодетонационного нанесения покрытий, которые могут заменить гальваническое хромирование.

The work is devoted to the study of environmentally friendly technologies for the production of nanostructured materials by mechanochemistry methods with the reaction of high-temperature synthesis in a metal matrix for the use of the obtained powder material in gas-detonation coating processes that can replace galvanic chromium plating.

В машиностроении важную роль играют вопросы, связанные с поверхностью изделия. Низкий ресурс работы элементов различных конструкций связан, прежде всего, с процессами изнашивания поверхностных слоев. Например, в результате износа деталей цилиндрической группы автомобиля снижается мощность двигателя, возрастает расход горюче-смазочных материалов, а в отработанных газах значительно увеличивается содержание вредных элементов [1].

Повысить общий моторесурс двигателя позволяют теплозащитные покрытия на деталях цилиндрической группы ДВС [2]. Однако применяемые в настоящее время электролитические способы создания покрытий приводят к большому потреблению воды, ее загрязнению токсичными элементами в процессе нанесения покрытия и, как следствие, к необходимости проведения очищения сточных вод [3]. В этой связи перспективным выглядит применение сухих методов нанесения покрытий – газотермических, вакуумных и др. Из существующих методов газотермического нанесения покрытий газодетонационный обладает рядом преимуществ, и может быть применен для упрочнения и восстановления деталей, работающих в условиях больших контактных нагрузок, ударного воздействия, эрозийного и абразивного износа [4].

Перспективным способом создания материалов для нанесения покрытий является проведение реакций синтеза частиц упрочняющей фазы в матрицах [5–7]. Достоинства этой технологии состоят, во-первых, в преодолении проблемы введения ультрадисперсных и наноразмерных частиц упрочняющей фазы в матрицу, во-вторых, в возможности управления в определенных пределах реакцией синтеза этой фазы, а в-третьих, в получении однородной микроструктуры продукта реакции в целом [8].

Используя особенности реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в механоактивированных системах, возможен синтез интерметаллидов, нитридов, карбидов, боридов и других тугоплавких соединений и многофазных систем на их основе [9–14]. Наиболее широкое применение в различных отраслях машиностроения нашли порошки монокарбида титана. В связи с этим в работе исследовали условия проведения синтеза в механоактивированных системах Ti–C–Ni для детонационного напыления покрытий на прецизионные детали машиностроения, которые могут заменить гальваническое хромирование [15].

Для приготовления исходных порошковых смесей использовали порошки титана марки ПМТ и углерода марки ПМ-15. В качестве металлической связки (матрицы) применялся наплавочный по-

рошок на основе никель-хрома марки ПР-Н70Х17С4Р4-3. Исходный фракционный состав всех порошковых компонентов составлял 63-100 мкм. Механическую активацию порошков проводили в планетарной шаровой мельнице-активаторе АГО-2 с водяным охлаждением. После механоактивации порошковая смесь выгружалась из барабанов мельницы в боксе с аргонной атмосферой [16]. СВС проводили на образцах насыпной плотности.

Для измерения температуры горения использовались вольфрам-рениевые термопары (ВАР-5/ВР-20). Реакционные смеси после механической активации и продукты СВС исследовались с помощью рентгенофазового анализа. Рентгенограммы снимались на дифрактометре ДРОН-6 с использованием  $\text{Cu K}\alpha$  излучения.

Механизмы фазообразования в системе  $\text{Ti}-\text{C}$  определяются взаимодействием расплава титана с частицами сажи или графита. В волне горения в процессе СВС в данной системе можно выделить четыре характерных зоны: прогрева, плавления и растекания, первичного структурообразования, вторичного структурообразования. Этап первичного структурообразования характеризуется либо образованием сплошного карбидного слоя на поверхности углеродных частиц, либо распадом карбидного слоя на отдельные карбидные частицы (диспергирование). В зоне вторичного структурообразования, происходит изменение размеров и состава первичных карбидных зерен. При синтезе монокарбида титана в режиме электротеплового взрыва интенсивное тепловыделение начинается сразу после плавления титана, а лимитирующей стадией является растворение углерода, однако, образовавшаяся до начала плавления титана карбидная пленка тормозит процесс растворения. Следовательно, скорость жидкофазной реакции будет зависеть от того, до какой глубины успело пройти твердофазное взаимодействие. Таким образом, существующие на сегодняшний день представления о механизмах фазообразования и структурообразования в системе  $\text{Ti} + \text{C}$ , так или иначе, основываются на необходимом присутствии жидкой фазы (расплав титана). Возможность твердофазного взаимодействия в данной системе не изучалась. Очевидно, что практический интерес может представлять возможность низкотемпературного (в отношении температуры воспламенения) твердофазного синтеза в указанной системе, при наличии пластичной матрицы. Можно предположить, что твердые частицы монокарбида, находящихся в пластичной матрице, возможно использовать для получения защитных покрытий нового качества. В настоящем исследовании изучается принципиальная возможность получения соединения  $\text{TiC}$  при реализации низкотемпературного твердофазного синтеза в никелевой матрице в режиме теплового взрыва.

На рисунке 1, а) приведена термограмма синтеза при подводимой мощности 600 Вт в предварительно активированной системе  $\text{Ti} + \text{C} + 30 \text{ мас. \% NiCr}$ .

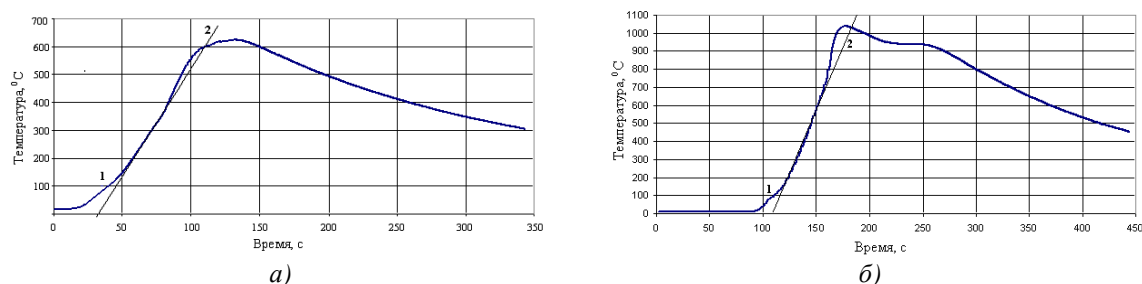


Рис. 1. Термограмма синтеза в предварительно активированной системе  $\text{Ti} + \text{C} + 30 \text{ мас. \% NiCr}$ : а) при значении подводимой мощности нагрева 600 Вт; б) при значении подводимой мощности нагрева 1200 Вт

Из термограммы следует, что тепловой взрыв в динамических условиях не реализован. Система выходит на линейный темп нагрева, который определяется постоянным значением полезной мощности. При температуре 395 °С имело место незначительное превышение темпа нагрева над линейным, далее температура выравнивалась до значения, определяемое тепловым балансом между внешним источником мощности и теплоотводом. В точке максимума производилось отключение источника. При остывании плато или перегибов не наблюдается, следовательно, можно говорить об отсутствии процессов вторичного структурообразования.

На рисунке 2, а) приведена соответствующая дифрактограмма, снятая после СВ-синтеза. Пиков продуктов синтеза на дифрактограмме не обнаружено.

В следующем эксперименте осуществлялся прогрев смеси с более высоким значением подводимой мощности 1200 Вт. Из характера зависимости температуры от времени (рисунок 1, б) можно сделать вывод, что в процессе выхода системы на стационарное значение температуры, имел место незначительный саморазогрев системы до температуры 1050 °С, далее источник разогрева отключался. Можно констатировать, что динамический тепловой взрыв также не реализован. Однако по сравнению с предыдущим случаем, саморазогрев в системе (отклонение от линейного участка) выражен более явно. В процессе охлаждения на термограмме четко наблюдается участок вторичного структурообразования при температуре 950 °С, продолжительностью около 75 с.

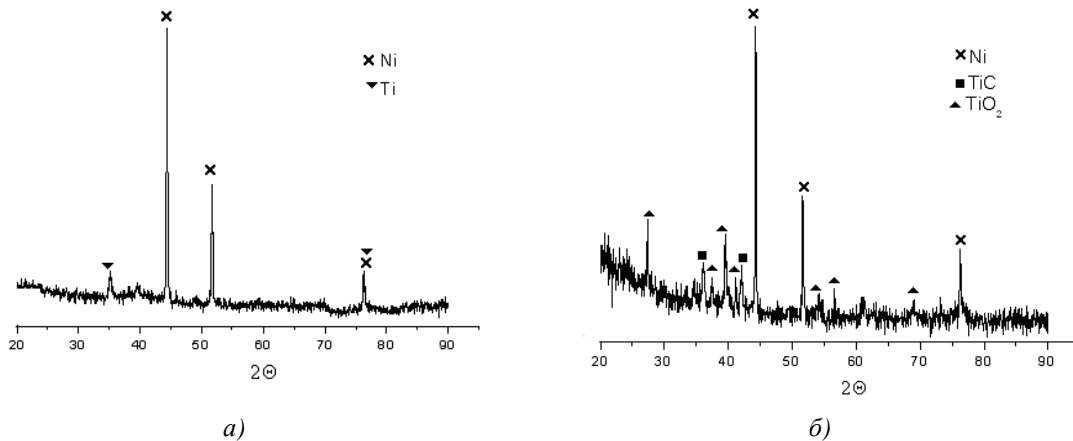


Рис. 2. Дифрактограмма порошковой смеси в системе  $Ti + C + 30 \text{ мас. \% NiCr}$  после нагрева: а) при значении подводимой мощности 600 Вт; б) при значении подводимой мощности нагрева 1200 Вт

На рисунке 2, б) приведена соответствующая дифрактограмма. Из вида дифрактограммы следует, что в данном режиме начинает формироваться продукт синтеза. Об этом косвенно свидетельствует наличие участка вторичного структурообразования. Относительно длительное пребывание смеси при высоких температурах приводит к появлению оксидов титана.

Термограмма разогрева смеси при подводимой мощности 1400 Вт представлена на рисунке 3, а. В данном случае можно констатировать, что тепловой взрыв в условиях динамического нагрева реализован. Саморазогрев начинается со значения температуры 110 °С и заканчивается при достижении максимальной температуры 2100 °С. Точка перегиба на участке охлаждения термограммы соответствует температуре кристаллизации никеля 1455 °С. На рисунке 3, б) приведена дифрактограмма продукта.

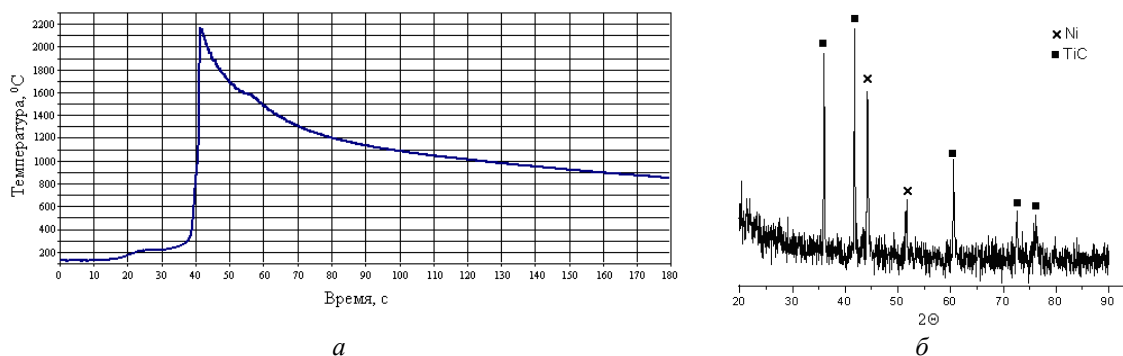


Рис. 3. Синтез в предварительно активированной системе  $Ti + C + 30 \text{ мас. \% NiCr}$  при значении подводимой мощности нагрева 1400 Вт: а) термограмма синтеза; б) дифрактограмма продукта синтеза

Подводя итог результатам, можно констатировать, что в системе  $Ti + C$  синтез в твердофазном режиме принципиально возможен даже при наличии инертной добавки порошка никеля при предваритель-

ной механоактивации трехкомпонентной смеси. В процессе синтеза, ведущей стадией процесса являлось образование монокарбида титана, соединений на основе Ti–Ni в системе не обнаружено. Разработанный способ позволяет получать порошковые нанокompозиты для дальнейшего напыления покрытий [17, 18].

#### Список литературы

1. Гаркунов Д.Н., Балабанов В.И. Восстановление двигателей внутреннего сгорания без их разборки // Тяжелое машиностроение. 2000. № 2. С. 18–22.
2. Robert B.H. Plasma-Spray Coating. Principles and Applications. Weinheim; New York; Basel; Cambridge; Tokyo: VCH. 1996. 339 p.
3. Андреев А.А., Картамазов Г.Н., Кунченко В.В. Покрытия для поршневых колец // Тяжелое машиностроение. 2000. № 2. С. 9.
4. Собачкин А.В., Попова А.А., Назаров И.В. Структура и свойства газодетонационных покрытий различного функционального назначения на основе порошков слоистых механокompозитов с металлической и интерметаллидной матрицей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 6 (102). С. 16–22.
5. Leong C.C., Lu L., H.Fuh J.Y., Wong Y.S. In-situ formation of copper matrix composites by laser sintering // Mater. Sci. Eng. A. 2002. Vol. 338. P. 81–88.
6. Travitzky N., Kuraar P., Sandhage K.H., Janssen R., Claussen N. In-situ synthesis of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Ni-based composites // Adv. Eng. Mater. 2003. V. 5. № 4. P. 256–259.
7. Собачкин А.В., Яковлев В.И., Ситников А.А. Применение методов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механоактивационной обработки для создания новых наплавочных материалов // Заготовительные производства в машиностроении 2012. № 9. С. 17–22.
8. Tu J.P., Wang N.Y., Yang Y.Z., Qi W.X., Liu F., Zhang X.B., Lu H.M., Liu M.S. Preparation and properties of TiB<sub>2</sub> nanoparticle reinforced copper matrix composites by in situ processing // Mater. Lett. 2002. V. 52. P. 448–452.
9. Питюлин А. Н. Силовое компактирование в СВС-процессах // Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика. Черноголовка : Изд-во «Территория», 2001. С. 333–353.
10. Fu Z.Y., Wang H., Wang W.M., Yuan R.Z. Composites fabricated by self-propagating high-temperature synthesis // J. Mater. Proc. Tech. 2003. V. 137. P. 30–34.
11. Gotman I., Koczak M.J., Shtessel E. Fabrication of Al matrix in situ composites via self-propagating synthesis // J. Mater. Sci. Eng. A. 1994. Vol. 187. P. 189–199.
12. Xu Q., Zhaug X., Han J., He X., Kvanin V.L. Combustion synthesis and densification of titanium diboride-copper matrix composite // Materials Letters. 2003. V. 57. P. 4439–4444.
13. Loginova M.V., Yakovlev V.I., Sitnikov A.A., Sobachkin A.V., Ivanov S.G., Negodyaev A.Z., Grado-boev A.V. The evolution of structural and phase states of titanium aluminides after  $\gamma$  irradiation in small doses // The Physics of Metals and Metallography. 2017. T. 118. № 2. P. 170–175.
14. Zhang X., He X., Han J., Qu W., Kvanin V.L. Combustion synthesis and densification of large-scale TiC-xNi cermets // Materials Letters. 2002. V. 56. P. 183–187.
15. Sndarshan T.S. Tools for engineered surfaces // Surface Engineering. 1998. V. 14. N 6. P. 449–450.
16. Логинова М.В., Яковлев В.И., Филимонов В.Ю., Ситников А.А., Собачкин А.В., Иванов С.Г., Градобоев А.В. Морфология и структурные характеристики порошковых механокompозитов Ti+Al после облучения // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. № 4. С. 464–469.
17. Sobachkin A.V., Sitnikov A.A., Sviridov A.P. Evaluation of wear resistance of products on the basis of mechanically activated materials // Applied Mechanics and Materials. 2015. T. 698. С. 374.
18. Собачкин А.В., Яковлев В.И., Ситников А.А., Логинова М.В., Иванов С.Г., Свиридов А.П. Особенности формирования покрытий из алюмоматричного углеродсодержащего композиционного материала при газодетонационном напылении // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12. № 4. С. 444–449.

#### СВЯЗЬ СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ СТРУКТУР, ФОРМИРУЕМЫХ НА КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ С ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬЮ

В. П. Нестеренко, к.т.н., доц., А. А. Ласуков, к.т.н., доц., О. Ю. Ретюнский, к.т.н., доц.  
Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета  
652050, г.Юрга, ул. Ленинградская 26, тел. (38451) 77761  
E-mail: lasukow@rambler.ru

Исследовали влияние степени кислотности оксидных структур, образующихся на контактных поверхностях твердосплавных режущих инструментов группы применяемости Р на их износостойкость при резании материалов, вызывающих интенсивный диффузионный износ. Было установлено, что с умень-